

METHOD FOR PRODUCING NON-HEAT-TREATED THICK HIGH TENSILE STRENGTH STEEL HAVING EXCELLENT WELD HEAT AFFECTED ZONE TOUGHNESS

Publication number: JP2002285239 (A)

Also published as:

Publication date: 2002-10-03

JP3644398 (B2)

Inventor(s): ICHINOMIYA KATSUYUKI; OI KENJI; HOSHINO TOSHIYUKI; AMANO KENICHI

Applicant(s): KAWASAKI STEEL CO

Classification:

- International: C21D8/02; C22C38/00; C22C38/14; C22C38/58; C21D8/02; C22C38/00; C22C38/14; C22C38/58; (IPC1-7): C21D8/02; C22C38/00; C22C38/14; C22C38/58

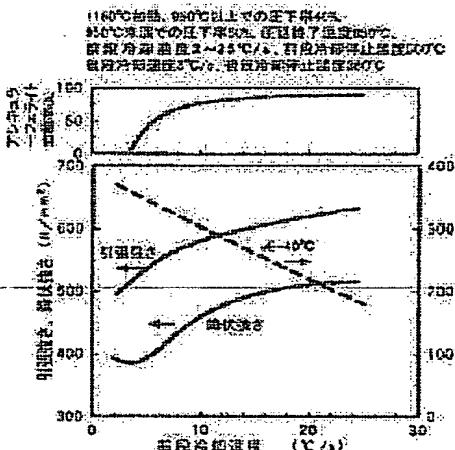
- European:

Application number: JP20010089295 20010327

Priority number(s): JP20010089295 20010327

Abstract of JP 2002285239 (A)

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for producing a non-heat-treated thick high tensile strength steel which can obtain sufficient toughness even on high heat input welding. **SOLUTION:** The steel having a composition containing, by mass, 0.05 to 0.15% C, 0.05 to 0.50% Si, 1.0 to 2.0% Mn, <=0.015% P, <=0.0050% S, 0.005 to 0.06% Al, <=0.05% Nb, 0.005 to 0.02% Ti, 0.0035 to 0.0075% N and 0.0005 to 0.0030% Ca, and in which each content of Ca, O and S satisfies inequality (1): $0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1$, and the balance Fe with inevitable impurities is heated at 1,050 to 1,200 deg.C, and is subjected to hot rolling in which the cumulative draft at >=950 deg.C is >=30%, and the cumulative draft at <950 deg.C is 30 to 70%; Then, the steel is cooled at a cooling rate of 7 to 20 deg.C/s from the finishing temperature in the hot rolling to the prestage cooling stopping temperature of 600 to 450 deg.C, and at a cooling rate of 1 to <7 deg.C/s from the prestage cooling stopping temperature to the poststage cooling stopping temperature of <450 to 200 deg.C, and is subsequently air-cooled, or is slowly cooled.



Data supplied from the esp@cenet database — Worldwide

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2002-285239

(P2002-285239A)

(43)公開日 平成14年10月3日 (2002.10.3)

(51)Int.Cl.
 C 21 D 8/02
 C 22 C 38/00
 38/14
 38/58

識別記号
 3 0 1

F I
 C 21 D 8/02
 C 22 C 38/00
 38/14
 38/58

テーマコード*(参考)
 B 4 K 0 3 2
 3 0 1 B

審査請求 未請求 請求項の数2 O.L (全7頁)

(21)出願番号 特願2001-89295(P2001-89295)

(22)出願日 平成13年3月27日 (2001.3.27)

(71)出願人 000001258
 川崎製鉄株式会社
 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28
 号

(72)発明者 一宮 克行
 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし)
 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(72)発明者 大井 健次
 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし)
 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(74)代理人 100080687
 弁理士 小川 順三 (外1名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】溶接熱影響部韌性に優れた非調質厚肉高張力鋼の製造方法

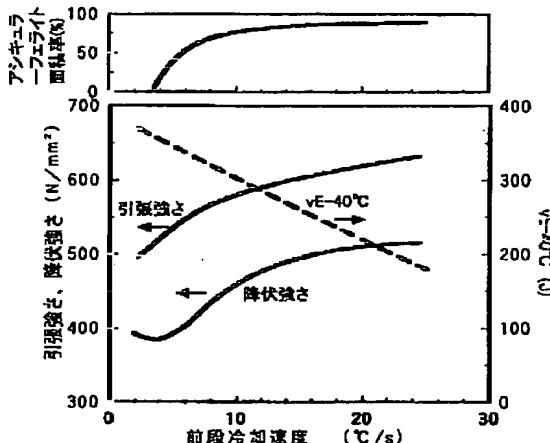
(57)【要約】 (修正有)

【課題】大入熱溶接においても十分な韌性が得られる非調質厚肉高張力鋼の製造方法。

【解決手段】C: 0.05~0.15mass%、Si: 0.05~0.50mass%、Mn: 1.0~2.0 mass%、P: 0.015 mass%以下、S: 0.0050 mass%以下、Al: 0.005~0.06 mass%、Nb: 0.05 mass%以下、Ti: 0.005~0.02 mass%、N: 0.0035~0.0075 mass%、Ca: 0.0005~0.0030 mass%を含み、かつ、Ca、O、Sの各含有量は、(1)式を満たし、残部はFeおよび不可避的不純物からなるを1050~1200°Cに加熱後、950°C以上における累積圧下率30%以上、950°C未満における累積圧下率30~70%となる熱間圧延を施し、終了温度から、前段冷却停止温度600~450°Cの間まで7~20°C/sの冷却速度で、該前段冷却停止温度から、後段冷却停止温度450未満~200°Cの間まで1~7°C/s未満の冷却速度で冷却し、その後空冷または徐冷する。

0 < (Ca - (0.18 + 130 × Ca) × O) / 1.25 / S < 1
 -(1)

1150°C加熱、950°C以上での圧下率40%、
 950°C未満での圧下率50%、圧延終了温度850°C、
 前段冷却速度2~25°C/s、前段冷却停止温度500°C
 後段冷却速度3°C/s、後段冷却停止温度350°C



(2) 002-285239 (P2002-285239A)

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0.05~0.15mass%、
 Si : 0.05~0.50mass%、
 Mn : 1.0 ~2.0 mass%、
 P : 0.015 mass%以下、
 S : 0.0050mass%以下、
 Al : 0.005 ~0.06mass%、
 Nb : 0.05mass%以下、
 Ti : 0.005 ~0.02mass%、
 N : 0.0035~0.0075mass%、
 Ca : 0.0005~0.0030mass%を含み、
 かつ、Ca、O、Sの各含有量は、下記(1)式を満たして

記

$$0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1 \quad (1)$$

ただし、Ca、O、Sは各成分の含有量 (mass%) を表す。

【請求項2】 請求項1において鋼素材が、さらに
 B : 0.0003~0.0025mass%、
 V : 0.2 mass%以下、
 Cu : 1.0 mass%以下、
 Ni : 1.5 mass%以下、
 Cr : 0.7 mass%以下、
 Mo : 0.7 mass%以下

から選ばれる少なくとも1種または2種以上を含有する組成になる、溶接熱影響部韌性に優れた非調質厚肉高張力鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、造船、建築、土木等の各分野で使用される鋼材に係わり、特に溶接熱が300kJ/cmを超える大入熱溶接での溶接熱影響部韌性に優れる、降伏強さが390 N/mm²以上、板厚が50mm以上の非調質厚肉高張力鋼の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 造船、建築、土木等の各分野で使用される鋼材は、一般に、溶接接合により所望の形状の構造物に仕上げられる。こうした構造物においては、安全性の観点から、使用される鋼材の母材韌性はもちろんのこと、溶接熱影響部の韌性に優れることが要求される。その際、最も問題となるのは、溶接熱影響部のボンド部の韌性である。ボンド部は、大入熱溶接時に溶融点直下の高温にさらされて、オーステナイト結晶粒がもっとも粗大化しやすく、引き続く冷却によって、脆弱な上部ベイナイト組織に変態しやすい位置であるからである。また、ボンド部では、ウッドマンステッテン組織や島状マルテンサイトといった脆化組織が生成しやすく、このことも韌性低下の要因となっている。

【0003】 ところで、ボンド部の韌性改善策として、これまでTiNの微細分散によるオーステナイトの粗大化抑制やフェライト変態核としての利用技術が実用化され

含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる鋼素材を1050~1200°Cに加熱後、950 °C以上の温度域における累積圧下率が30%以上かつ、950 °C未満の温度域における累積圧下率が30~70%となる熱間圧延を施し、熱間圧延終了温度から、600 ~450 °C間とする前段冷却停止温度までの前段冷却を7~20°C/sの冷却速度で、該前段冷却の停止温度から、450 未満~200 °C間とする後段冷却停止温度までの後段冷却を1~7°C/s 未満の冷却速度で行い、その後は空冷または徐冷することを特徴とする溶接熱影響部韌性に優れた非調質厚肉高張力鋼の製造方法。

てきた。また、特公平03-53367号公報や入熱量230kJ/cmの溶接ボンド部での韌性改善を目指した特開昭60-184663号公報には、希土類元素 (REM) をTiと複合添加することにより、鋼中に微細粒子を分散させてオーステナイトの粒成長を防止し、溶接部の韌性向上を図る方法が示されている。さらに、Tiの酸化物を分散させる技術やBNのフェライト核生成能を組み合わせる技術も開発されている。このほか、CaやREMを添加することで硫化物の形態を制御し、より高韌性を得られることが知られている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 しかしながら、これら従来技術においては、安定した韌性が得られる鋼材の製造が困難であったり、300kJ/cmを超える大入熱溶接部では十分な韌性が得られないという問題があった。すなわち、TiNを主体に利用する技術においては、TiNが溶解する温度域に加熱される溶接部でその作用がなくなり、また固溶TiおよびNによる地の組織の脆化によって著しく韌性の低下が見られた。さらに、Tiの酸化物を使った技術においては、酸化物の微細分散が十分均質にできないという問題があった。またCaやREMを添加する技術においても300 kJ/cmを超える大入熱溶接では溶接熱影響部の高韌性を確保することは困難であった。

【0005】 一方において、近年、船舶や構造物の一層の大型化が進み、使用される鋼材にはより高強度化、厚肉化が求められている。しかしながら、高強度化、厚肉化を行うには合金元素の添加が必要となって、この合金元素の添加は溶接部韌性の低下を招くのが一般的である。したがって、厚肉材のように製造時の冷却速度が比較的遅い場合においても、合金元素添加量を増加させずに、母材の強度を向上させる必要性も高まっている。そこで、本発明は、板厚が50mm以上、母材の降伏強さが390 N/mm²以上、-40°Cにおける吸収エネルギー-40が200 J以上であって、300 kJ/cmを超える大入熱溶接においても十分な韌性が得られる非調質厚肉高張力鋼を安定かつ効果的に製造するための製造方法を提案するこ

(3) 002-285239 (P2002-285239A)

とを目的とする。なお、本発明が目標とする大入熱溶接での溶接熱影響部韌性は、vE-40 が 41 J 以上である。

【0006】

【課題を解決するための手段】発明者らは、大入熱溶接部の韌性とともに、厚肉材の母材強度・韌性を改善する方法について、研究、検討を重ねた。その結果、まず、大入熱溶接部とくに溶接ボンド部の韌性は脆化組織に影響され、この脆化組織は硫化物の形態制御の役割を担う Ca の添加方法を制御することにより大きく改善できることを新たに知見した。すなわち、大入熱溶接部の高韌性化を達成するには、高温に加熱された領域におけるオーステナイトの粗大化抑制と、加熱後の冷却時におけるフェライト変態促進のための変態核の微細分散が必要であり、従来技術ではこれらが不十分であった。本発明では、鋼を溶製する際の凝固段階で CaS を晶出させるようにした。CaS は酸化物に比べて低温で晶出するので、鋼中での微細均一分散が可能となる。そして、Ca、S の添加量および添加時の溶鋼中の溶存酸素量を制御することによって、CaS の晶出後に固溶 S 量を確保すれば、CaS の表面上に MnS が析出することを見出した。MnS にはフェライト核生成能があることが知られており、さらにはその周囲に Mn の希薄帯が形成されるとフェライト変態が促進される。また、MnS 上に TiN、BN、AlN 等のフェライト生成核が析出することによって、より一層フェライト変態が促進されることも新たに知見した。これらの知見から、高温でも溶解しないフェライト変態生成核を微細分散させることに成功し、大入熱溶接熱影響部の組

記

$$0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O)$$

ただし、Ca、O、S は各成分の含有量 (mass%) を表す。

【0009】(2) 上記 (1)において鋼素材が、さらに B : 0.0003~0.0025mass%、V : 0.2 mass% 以下、Cu : 1.0 mass% 以下、Ni : 1.5 mass% 以下、Cr : 0.7 mass% 以下、Mo : 0.7 mass% 以下から選ばれる少なくとも 1 種または 2 種以上を含有する組成になる、溶接熱影響部韌性に優れた非調質厚肉高張力鋼の製造方法。

【0010】

【発明の実施の形態】はじめに、本発明の基礎となった実験結果を説明する。質量%で、C : 0.08%、Si : 0.2%、Mn : 1.5 % を基本成分とする鋼を、1150°C に加熱後、950°C 以上の圧下率を 40%、950°C 未満での累積圧下率を 50%、圧延終了温度を 850 °C として圧延した後、圧延終了から 500 °C までを冷却速度 2~25°C/s で冷却する前段冷却のうち、その後 350 °C までを冷却速度 3°C/s で冷却する後段冷却を行い、その後空冷して厚鋼板とした。得られた厚鋼板について、アシキュラーフェライト組織の面積率および強度、韌性を調査した。図 1 に、前段冷却の冷却速度が母材特性およびアシキュラーフェライト面積率に及ぼす影響を示す。図 1 から、前段

織微細化、高韌性化が可能となった。

【0007】次に、母材特性に及ぼす圧延条件の影響について検討したところ、圧延後の冷却を冷却速度が大きい前段冷却と小さい後段冷却からなる 2 段階に分け、それぞれの冷却速度を制御すれば、鋼板組織がアシキュラーフェライト主体の組織となり、母材の強度・韌性に優れた厚肉高張力鋼を製造できることを見出した。このような知見に基づいて完成した本発明は、以下の構成を要旨とするものである。

【0008】(1) C : 0.05~0.15mass%、Si : 0.05~0.50mass%、Mn : 1.0 ~2.0 mass%、P : 0.015 mass% 以下、S : 0.0050mass% 以下、Al : 0.005 ~0.06mass%、Nb : 0.05mass% 以下、Ti : 0.005 ~0.02mass%、N : 0.0035~0.0075mass%、Ca : 0.0005~0.0030mass% を含み、かつ、Ca、O、S の各含有量は、下記 (1) 式を満たして含有し、残部は Fe および不可避的不純物からなる鋼素材を 1050~1200°C に加熱後、950 °C 以上の温度域における累積圧下率が 30% 以上かつ、950 °C 未満の温度域における累積圧下率が 30~70% となる熱間圧延を施し、熱間圧延終了温度から、600 ~450 °C 間とする前段冷却停止温度までの前段冷却を 7~20°C/s の冷却速度で、該前段冷却の停止温度から、450 未満~200 °C 間とする後段冷却停止温度までの後段冷却を 1~7°C/s 未満の冷却速度で行い、その後は空冷または徐冷することを特徴とする溶接熱影響部韌性に優れた非調質厚肉高張力鋼の製造方法。

$$/1.25 / S < 1 — (1)$$

冷却の冷却速度が増すに伴い、強度は上昇し、韌性 (-40°C における吸収エネルギー vE-40) は低下する。また、アシキュラーフェライト組織の面積率は冷却速度の増大とともに上昇するが、およそ 10°C/s で勾配が緩やかになる傾向となる。このように、前段冷却の冷却速度をある速度以上に高めることにより、比較的高温で生成するポリゴナルフェライトを抑制し、アシキュラーフェライト主体の組織にすると、強度と韌性のバランスのとれた鋼板を製造できることがわかった。

【0011】次に各成分の限定理由について説明する。C : 0.05~0.15mass%

C 量は、構造用鋼として必要な強度を得るために 0.05mass% は必要であり、多すぎると溶接割れの発生を助長するので上限を 0.15mass% とする。

【0012】Si : 0.05~0.50mass%

Si は、製鋼上 0.05mass% 以上は必要であり、0.50mass% を超えると母材の韌性を劣化させる。

【0013】Mn : 1.0 ~2.0 mass%

Mn は、母材の強度を確保するために 1.0 mass% 以上は必要であり、2.0 mass% を超えると溶接部の韌性を著しく劣化させる。

!(4) 002-285239 (P2002-285239A)

【0014】P : 0.015 mass%以下

Pは、0.015 mass%を超えると溶接部の韌性を劣化させる。

【0015】S : 0.0050mass%以下

Sは、0.0050mass%を超えて含有すると、母材および溶接部の韌性を劣化させる。

【0016】Al : 0.005 ~ 0.06mass%

Alは、鋼の脱酸上0.005 mass%以上は必要であり、0.06 mass%を超えて含有すると母材の韌性を低下させるとともに、溶接時の希釈で溶接金属部に混入することにより、韌性を劣化させる。

【0017】Nb : 0.05mass%以下

Nbは、制御圧延を行う鋼で不可欠な元素であり、鋼の強化に有効な元素であるが、0.05mass%を超える含有は溶接部韌性を劣化させる。

【0018】Ti : 0.005 ~ 0.02mass%

Tiは、凝固時にTiNとなって析出し、溶接部でのオーステナイトの粗大化抑制やフェライト変態核となって高韌性化に寄与する。0.005 mass%未満ではその効果が少なく、0.02mass%を超えるとTiN粒子の粗大化によって期待する効果が得られなくなる。

【0019】N : 0.0035~0.0075mass%

Nは、TiNの必要量を確保するうえで必要な元素であり、0.0035mass%未満では十分なTiN量が得られず、0.0075mass%を超えると溶接熱サイクルによってTiNが溶解する領域における固溶N量の増加のために韌性を著しく低下させる。

【0020】Ca : 0.0005~0.0030mass%

Caは、Sの固定による韌性改善効果を有する元素である。このような効果を発揮させるには少なくとも0.0005 mass%は含有することが必要であるが、0.0030mass%を超えて含有しても効果が飽和する。このため、本発明では、0.0005mass%から0.0030mass%の範囲に限定する。

【0021】 $0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1$ (ここに、Ca, O, S : 各元素の含有量 (mass%))

CaおよびSは、 $0 < (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S < 1$ の関係を満足するように含有する必要がある。この場合、CaS上にMnSが析出した複合硫化物の形態となる。 $(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S \leq 0$ の場合には、CaSが晶出しないためにSはMnS単独の形態で析出する。このMnSは鋼板製造時の圧延で伸長されて母材の韌性の低下を引き起こすとともに、本発明の主眼である溶接熱影響部での微細分散が達成されない。一方、 $1 \leq (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S$ の場合には、Sが完全にCaによって固定され、フェライト生成核として働くMnSがCaS上に析出しないために十分な機能が発揮されない。

【0022】本発明では、さらに強度および韌性を高めるために、B, V, Cu, Ni, Cr, Moから選ばれる少なく

とも1種または2種以上を含有することができる。

B : 0.0003~0.0025mass%

Bは、オーステナイト粒界に偏析することで粒界からのフェライト変態を抑え、高強度化する効果があるが、0.0025%を超えて添加すると逆に韌性が劣化する。

【0023】V : 0.2 mass%以下

Vは、母材の強度・韌性の向上およびVNとしてのフェライト生成核として働くが、0.2 mass%を超えるとかえって韌性の低下を招く。

【0024】Ni : 1.5 mass%以下

Niは、母材の高韌性を保ちつつ強度を上昇させるが、高価であるため上限を1.5%とした。

【0025】Cu : 1.0 mass%以下

Cuは、Niと同様の働きを有しているが、1.0 %を超えると熱間脆性を生じ、鋼板の表面性状を劣化させる。

【0026】Cr : 0.7 mass%以下

Crは、母材の高強度化に有効な元素であるが、多量に含有すると韌性に悪影響を与えるので上限を0.7 mass%とする。

【0027】Mo : 0.7 mass%以下

Moは、母材の高強度化に有効な元素であるが、多量に含有すると韌性に悪影響を与えるので上限を0.7 mass%とする。

【0028】次に、本発明の製造工程について説明する。上記組成の溶鋼を、転炉、電気炉、真空溶解炉等の通常の方法で溶製し、連続鋳造法、造塊法など通常の鋳造方法でスラブ等の圧延素材とする。この素材から以下の工程により厚肉の高張力鋼を製造する。すなわち、上述した基本組成に成分調整した鋼素材を、まず1050~1200°Cの温度範囲に加熱する。1050°C以上に加熱するのはNb炭窒化物を完全に固溶するためであり、一方1200°Cを超える温度に加熱するとTiNが粗大化することにより溶接部の韌性が劣化する。したがって、加熱温度は1050~1200°Cの範囲とする。

【0029】鋼素材の加熱に次いで、950 °C以上の温度域における累積圧下率30%以上となる、熱間圧延を施す。この温度域では、圧延によってオーステナイト粒が再結晶するため、組織を微細にすることができる。30%未満では、加熱時の異常粗大粒が残存し、母材の韌性に悪影響を及ぼすので下限を30%とする。

【0030】引き続き、950 °C未満の温度域における累積圧下率30~70%で熱間圧延する。この温度域ではオーステナイト粒の再結晶は起こらず、オーステナイト粒は扁平に変形し、かつ内部に変形帯などの欠陥が導入される。この蓄積された内部エネルギーがその後のフェライト変態の駆動力に加えられる。圧下率が30%未満では蓄積される内部エネルギーが十分ではないために、フェライト変態が起こりにくく、ベイナイト組織が生成する。また、70%以上では、逆にポリゴナルフェライトの生成が促進され、アシキュラーフェライトの生成が抑制され

!(5) 002-285239 (P2002-285239A)

る。

【0031】熱間圧延後の冷却は、前段冷却と後段冷却に分け、前者の冷却速度を後者のそれよりも相対的に大きくする。すなわち、前段冷却では、熱間圧延終了温度から600～450℃の間とする前段冷却停止温度まで、好ましくは熱間圧延終了温度から580～480℃の間とする前段冷却停止温度までの温度域を7～20℃/s、好ましくは8～16℃/sの冷却速度で冷却する。そして、後段冷却では、前段冷却の停止温度から450未満～200℃の間とする後段冷却停止温度まで、好ましくは前段冷却の停止温度から400～300℃の間とする後段冷却停止温度までの温度域を1～7℃/s未満、好ましくは2～6℃/sの冷却速度で冷却する。前段冷却において、停止温度が停止温度域の上限よりも高いと強度の増加がほとんどなく、下限よりも低いと韌性が劣化する。また、冷却速度が上記範囲の下限に満たないとポリゴナルフェライト主体の組織となって強度上昇効果が得られず、上記範囲の上限を超えると韌性が劣化する。また、後段冷却において、冷却停止温度が停止温度域の上限よりも高いと強度上昇量が不十分となり、下限よりも低くなると水素の除去が不十分となり水素起因の欠陥が発生する。また、冷却速度が上記範囲の下限に満たないと強度上昇効果がなく、上記範囲の上限よりも大きいと冷却停止温度が板内で不均一となる。上述したように、熱間圧延の圧

下率と圧延後の2段冷却条件の制御、とくに前段冷却の冷却速度を大きくすることにより、母材がアシキュラーフェライト主体の組織となり、強度・韌性に優れた鋼材が製造可能となる。

【0032】

【実施例】次に本発明の効果を実施例に基づいて説明する。表1に示す種々の成分組成に調整した鋼スラブを用いて、表2および表3に示す条件にしたがって、板厚55又は65mmの厚鋼板（熱間圧延後は水冷）を製造した。かくして、得られた各厚鋼板について、母材の引張試験及びシャルピー試験を実施した。引張試験は、各鋼板の板厚1/4位置から、JIS 4号引張試験片を採取し、降伏強さYP、引張強さTSを求めた。シャルピー衝撃試験は、各鋼板の板厚1/4位置から、JIS 4号衝撃試験片を採取し、-40℃での吸収エネルギー(vE-40)を求めた。

【0033】また、各鋼板から採取した維手用試験板に、V開先を施し、エレクトロガスアーク溶接（350又は450 kJ/cm）により、溶接維手を作製した。これら溶接維手から切り欠き位置をボンド部とするJIS 4号衝撃試験片を採取し、試験温度-40℃でシャルピー衝撃試験を実施し、吸収エネルギー(vE-40)を求めた。

【0034】

【表1】

鋼 No	化 学 成 分 (base%)													鋼 号 式(I)				
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	N	Ca	O	B	V	Cu	Ni	Cr	Mo	
1	0.081	0.11	1.57	0.008	0.0018	0.030	0.015	0.014	0.0049	0.0023	0.0023					0.633	連合鋼	
2	0.074	0.11	1.57	0.007	0.0022	0.033	0.013	0.011	0.0089	0.0021	0.0016	0.0004		0.14			0.500	連合鋼
3	0.084	0.14	1.23	0.011	0.0025	0.034	0.016	0.015	0.0051	0.0015	0.0016	0.0005	0.022				0.288	連合鋼
4	0.087	0.21	1.59	0.008	0.0027	0.031	0.016	0.010	0.0067	0.0026	0.0019		0.032	0.16			0.479	連合鋼
5	0.069	0.19	1.45	0.007	0.0014	0.028	0.014	0.012	0.0068	0.0014	0.0019			0.19		0.16	0.407	連合鋼
6	0.072	0.25	1.34	0.010	0.0013	0.031	0.017	0.015	0.0069	0.0011	0.0016	0.0006		0.22			0.359	連合鋼
7	0.042	0.27	1.32	0.007	0.0028	0.027	0.016	0.013	0.0069	0.0014	0.0021		0.028				0.183	比較鋼
8	0.160	0.11	1.66	0.006	0.0026	0.031	0.013	0.012	0.0064	0.0020	0.0017					0.21	0.385	比較鋼
9	0.067	0.58	1.42	0.007	0.0015	0.025	0.014	0.009	0.0056	0.0021	0.0022			0.21			0.588	比較鋼
10	0.078	0.12	0.89	0.009	0.0027	0.035	0.016	0.008	0.0063	0.0022	0.0017	0.0004			0.11		0.417	比較鋼
11	0.103	0.27	2.12	0.006	0.0027	0.026	0.022	0.010	0.0070	0.0027	0.0017		0.025	0.14			0.533	比較鋼
12	0.099	0.11	1.45	0.021	0.0026	0.028	0.015	0.011	0.0046	0.0020	0.0016			0.21	0.18		0.399	比較鋼
13	0.076	0.17	1.52	0.009	0.0062	0.034	0.015	0.010	0.0064	0.0016	0.0022	0.0006				0.18	0.096	比較鋼
14	0.109	0.27	1.39	0.006	0.0021	0.073	0.020	0.015	0.0063	0.0023	0.0023	0.0006					0.456	比較鋼
15	0.103	0.11	1.26	0.008	0.0024	0.029	0.057	0.014	0.0084	0.0010	0.0021		0.018	0.11	0.12		0.116	比較鋼
16	0.078	0.17	1.42	0.007	0.0013	0.035	0.020	0.015	0.0061	0.0004	0.0026				0.24	0.14	-0.125	比較鋼
17	0.074	0.21	1.55	0.009	0.0009	0.034	0.017	0.010	0.0059	0.0024	0.0017			0.13			1.390	比較鋼
18	0.098	0.24	1.45	0.009	0.0019	0.030	0.017	0.013	0.0052	0.0019	0.0020	0.0032				0.14	0.440	比較鋼
19	0.103	0.20	1.27	0.012	0.0022	0.034	0.013	0.014	0.0058	0.0022	0.0019	0.0006	0.280				0.478	比較鋼
20	0.080	0.10	1.29	0.005	0.0014	0.033	0.013	0.009	0.0053	0.0011	0.0019			1.4	0.18		0.278	比較鋼
21	0.098	0.25	1.33	0.005	0.0014	0.032	0.018	0.012	0.0069	0.0026	0.0018					0.90	0.953	比較鋼
22	0.102	0.22	1.40	0.012	0.0022	0.027	0.021	0.014	0.0049	0.0016	0.0023					0.88	0.257	比較鋼

$$*式(I) : (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S$$

【0035】

【表2】

(6) 002-285239 (P2002-285239A)

試験 No.	鋼 種 No.	熱 国 压 低 条 件				前段冷却			後段冷却			板厚 (mm)	・母 材 性 能			溶接 強度 (N/mm ²)	材質 ばらつき (○:良 ○:可 ○:差 ○:悪)	溶接入熱 (kJ/cm)	溶接 部 強度 V-E-40 (J)	備 考
		割熱 (%)	250 °C の強度 (N/mm ²)	<550 °C の強度 (N/mm ²)	仕上げ 温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	停止温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	停止温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	停止温度 (°C)		YF	TF	vE-40					
1 1	1134	48	50	825	12	540	8	320	55	458	512	270	○	○	350	121	発明例			
2 2	1135	48	50	793	12	520	8	280	55	458	516	266	○	○	350	110	発明例			
3 3	1145	35	50	814	12	550	4	320	55	401	521	351	○	○	350	142	発明例			
4 4	1103	35	50	809	12	510	4	310	55	491	634	250	○	○	350	85	発明例			
5 5	1129	40	50	811	9	530	5	280	65	445	606	275	○	○	450	133	発明例			
6 6	1149	40	50	832	9	540	3	300	65	403	518	353	○	○	450	161	発明例			
7 1	1024	48	50	801	12	530	4	340	55	355	504	344	○	○	350	133	比較例			
8 1	1037	34	73	815	12	520	4	330	55	378	520	343	○	○	350	108	比較例			
9 2	1233	34	50	748	12	550	4	310	55	462	634	246	○	○	350	23	比較例			
10 2	1158	58	28	800	10	510	3	320	65	448	612	38	○	○	450	127	比較例			
11 3	1108	48	50	824	8	520	4	320	55	347	453	332	○	○	350	134	比較例			
12 3	1112	48	50	817	12	530	4	350	55	358	605	366	○	○	350	119	比較例			
13 4	1104	48	50	828	12	390	4	280	55	481	674	102	○	○	350	92	比較例			
14 5	1084	40	50	806	10	510	10	330	65	485	658	67	○	×	450	128	比較例			
15 6	1039	48	50	801	10	540	4	30	55	413	563	333	×	×	350	155	比較例			

【0036】

【表3】

試験 No.	鋼 種 No.	熱 国 压 低 条 件				前段冷却			後段冷却			板厚 (mm)	・母 材 性 能			溶接 強度 (N/mm ²)	材質 ばらつき (○:良 ○:可 ○:差 ○:悪)	溶接入熱 (kJ/cm)	溶接 部 強度 V-E-40 (J)	備 考
		割熱 (%)	250 °C の強度 (N/mm ²)	<550 °C の強度 (N/mm ²)	仕上げ 温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	停止温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	停止温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	停止温度 (°C)		YF	TF	vE-40					
16 7	1089	48	50	828	12	550	4	390	55	369	521	351	○	○	350	—	比較例			
17 8	1146	48	50	810	12	550	4	400	55	602	613	88	○	○	350	11	比較例			
18 9	1082	48	50	838	12	530	4	340	55	428	598	103	○	○	350	13	比較例			
19 10	1124	48	50	818	12	510	4	400	55	345	483	377	○	○	350	24	比較例			
20 11	1123	48	50	813	12	550	4	290	55	513	527	18	○	○	350	17	比較例			
21 12	1097	48	50	815	12	500	4	380	55	488	570	217	○	○	350	21	比較例			
22 13	1129	48	50	795	12	520	4	250	55	485	568	34	○	○	350	10	比較例			
23 14	1137	48	60	794	12	530	4	340	53	458	632	251	○	○	350	25	比較例			
24 15	1089	48	50	814	12	540	4	280	55	485	541	243	○	○	350	16	比較例			
25 16	1108	48	50	805	12	540	4	270	55	490	560	226	○	○	350	27	比較例			
26 17	1129	48	50	792	12	540	4	380	55	458	532	251	○	○	350	28	比較例			
27 18	1132	40	50	801	10	560	3	350	65	477	547	26	○	○	450	14	比較例			
28 19	1125	40	50	823	10	550	3	300	65	481	651	18	○	○	450	13	比較例			
29 20	1148	40	50	824	10	500	3	250	65	516	695	34	○	○	450	10	比較例			
30 22	1116	40	50	818	10	540	3	290	65	635	844	42	○	○	450	19	比較例			
31 23	1139	40	50	808	10	520	3	270	65	649	861	45	○	○	450	18	比較例			

【0037】これらの表から、本発明例は、降伏強さ390 N/mm²以上の強度とvE-40が200J以上の吸収エネルギーを有して、母材の強度・韌性に優れる上、さらにエレクトロガスアーク溶接継手ボンド部のvE-40が85J以上と、大入熱溶接を施しても優れた溶接熱影響部韌性を有する鋼材となっている。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例は、母材の強度不足（降伏強さ390 N/mm²以下）、母材の韌性不良、溶接熱影響部韌性不良、水素割れ、材質のばらつきの少なくとも一つの特性が劣っている。

【0038】

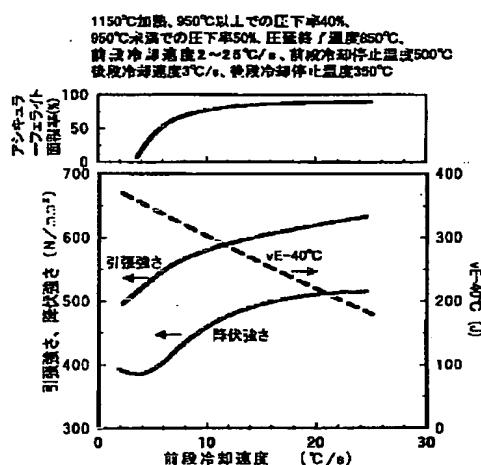
【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、300kJ/cmを超える大入熱溶接の場合でも優れた溶接熱影響部韌性が得られる、降伏強さ390 N/mm²以上、板厚50mm超えの厚肉非調質鋼材を安価に製造することができる。したがって、本発明は構造物の大型化や施工能率の向上に寄与するところ大である。

【図面の簡単な説明】

【図1】前段冷却の冷却速度（600～450 °Cの温度域までの冷却速度）がアシキュラーフェライト面積率、強度および韌性に及ぼす影響を示すグラフである。

(7) 002-285239 (P2002-285239A)

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 星野 俊幸

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA04 AA05 AA08 AA16

AA21 AA22 AA27 AA29 AA31

AA35 BA01 CA02 CB01 CB02

CC02 CC03 CC04 CD02 CD03

CD05

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし)
川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(72)発明者 天野 虎一

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし)
川崎製鉄株式会社水島製鉄所内